

Увеличение дробности деформации способствует повышению качества поверхности, особенно для пластичных материалов.

Таким образом, установлено, что проведение процесса ротационной вытяжки шариковыми матрицами со степенью деформации за проход 30...40% обеспечивает наименьшую необратимую повреждаемость поверхностных слоев материала оболочек и минимальную шероховатость поверхности.

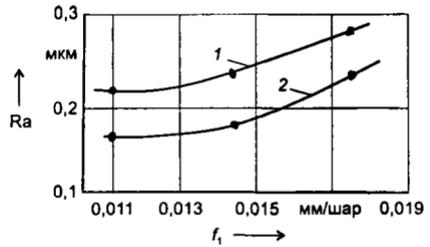


Рис. 3. Зависимость шероховатости Ra поверхности заготовки из латуни Л63 от подачи шара на оборот оправки f_1 и степени деформации:

1 - один переход, $\epsilon = 48,6\%$; 2 - два перехода, $\epsilon_1 = 8,875\%$, $\epsilon_2 = 41,68\%$, $\epsilon_{\Sigma} = 46,7\%$; $S_0 = 1,5$ мм; $v = 0,098$ м/с; $R_{ш} = 4$ мм; $R_o = 7$ мм; $m = 7$ шаров

ЛИТЕРАТУРА

1. Юдин, Л.Г. Ротационная вытяжка цилиндрических оболочек / Л.Г. Юдин, С.П. Яковлев. М.: Машиностроение. 1984. 128 с.
2. Добровольский, И.Г. Определение силовых параметров процесса ротационной вытяжки тонкостенных оболочек / И.Г. Добровольский, А.В. Степаненко, И.М. Шиманович // Изв. АН БССР, сер. физ.-техн. наук. 1983. № 4. С. 3 - 8.
3. Оценка технологической пластичности сильфонных трубок-заготовок / И.Г. Добровольский [и др.] // Изв. АН БССР, сер. физ.-техн. наук. 1988. № 2. С. 3 - 6.
4. Application of Barkhausen effect method for evaluation the technological properties for the material of deformed cylindrical shells / V.N. Busko [et al.] // Сб. докл. междунар. конф. «Computer Methods and Inverse Problems in Nondestructive Testing and Diagnostics CM NDT-95». Мн., 1995. С. 67 - 69.
5. Добровольский, И.Г. Шероховатость поверхности при ротационной вытяжке / И.Г. Добровольский, А.В. Степаненко, И.М. Шиманович // Металлургия. 1985. Вып. 19. С. 6 - 8.

УДК 621.771.25.04.001.5

А.П. ЛОХМАТОВ, канд. техн. наук,
С.М. ЖУЧКОВ, д-р техн. наук,
Л.В. КУЛАКОВ, канд. техн. наук (ИЧМ НАН Украины)

РЕОЛОГИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МЕТАЛЛА ПРИ НЕПРЕРЫВНОЙ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ

В качестве основного способа получения массовой металлопродукции (листов, сорта, катанки и др.) в настоящее время используется непрерывная прокатка. При ее реализации происходит наиболее полное использование ресурса пластичности материала, снижение расхода металла. Высокие скорости прокатки, обеспечива-

ющие процесс, и возможность его полной автоматизации благоприятствуют повышению технико-экономических показателей работы станов.

Современное развитие непрерывных прокатных станов характеризуется тенденцией к повышению скорости прокатки [1]. Применительно к горячей прокатке это, с одной стороны, означает снижение интенсивности падения температуры прокатываемой полосы и даже повышение температуры прокатки в результате деформационного тепловыделения, имеющего место при определенных условиях, зависящих главным образом от прочностных свойств деформируемого металла и интенсивности обжатий. С другой стороны, повышение скорости прокатки приводит к увеличению сопротивления прокатываемого металла деформации за счет уменьшения междеформационных пауз в связи с закономерностями кинетики статического разупрочнения наклепанного металла и существенного нарастания деформационного упрочнения при увеличении скорости прокатки.

В процессе прокатки металл, выходящий из очага деформации, находится практически в ненагруженном состоянии. Напряжение натяжения или подпора, имеющее место при непрерывной прокатке, в реальных условиях производства столь мало по сравнению с напряжением, испытываемым металлом в очаге деформации, что им можно пренебречь. Следовательно, данную фазу процесса можно рассматривать как чисто статическое разупрочнение, развивающееся в самом общем случае через стадии отдыха, полигонизации и рекристаллизации. Процесс статического разупрочнения зависит прежде всего от природы деформируемого материала (химического состава), типа кристаллической решетки, степени и скорости предшествующей деформации [2]. При достаточно высокой температуре металла и продолжительной паузе обеспечивается его полное разупрочнение.

При неполном статическом разупрочнении (при недостаточной продолжительности паузы) происходит накопление остаточного упрочнения от клетки к клетке, приводящее к росту сопротивления металла деформации по сравнению с его значением, определяемым по кривым одноразового нагружения. Эта разница тем существеннее, чем ниже температура и меньше время междеформационных пауз, что особенно характерно для последних чистовых клетей непрерывных станов.

Отсутствие учета остаточного упрочнения может привести к существенным погрешностям в определении силы прокатки, особенно в последних проходах (рис. 1). По данным многих исследователей, погрешность в определении усилия прокатки по этой причине может составлять 30...40%.

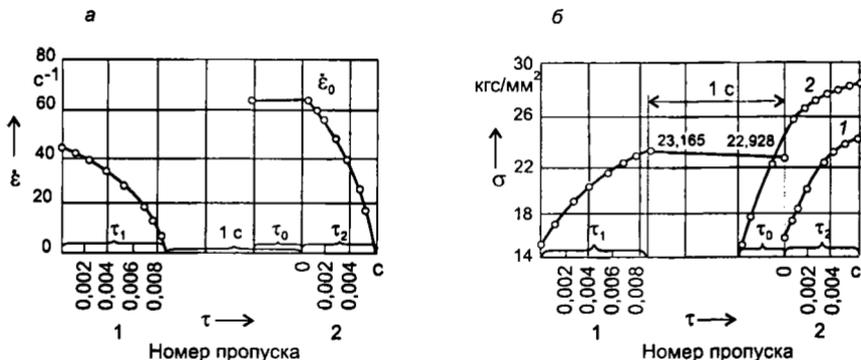


Рис. 1. Развитие деформации (а) и изменение напряжения течения (б) во времени при горячей прокатке стали X18N19 в двух последовательных пропусках (1 и 2):

1 – эпюра напряжения течения без учета остаточного напряжения; 2 – эпюра напряжения течения с учетом остаточного напряжения; τ_0 – добавочное время, отражающее предысторию среды

Энергосиловые параметры прокатки, как правило, прямо пропорциональны сопротивлению металла деформации. При расчете этих параметров широко используются результаты экспериментального определения сопротивления металла деформации. Эти результаты обычно представляют в виде зависимостей сопротивления металла деформации от степени деформации при заданных температуре и скорости деформации и называют кривыми упрочнения металла или термомеханическими параметрами процесса деформации.

В практике прямого использования экспериментальных кривых упрочнения металла для определения сопротивления металла деформации в конкретных условиях существуют различные приемы и методы [3–6].

Правильный расчет сопротивления деформации при многоступенчатом деформировании может быть осуществлен только на базе аналитических зависимостей, описывающих с достаточной для практических целей точностью процессы упрочнения и разупрочнения как в ходе деформации, так и в междеформационных интервалах.

Наиболее общие и учитывающие все факторы кинетические уравнения для упрочнения и разупрочнения могут быть получены на основе теоретического анализа явлений, протекающих в деформируемых средах.

В зависимости от применяемого при этом метода можно выделить два подхода к решению данной проблемы – физический и релогический. Первый из них базируется на законах физики и хи-

мии металлов [7–9], второй – на рассмотрении деформируемой среды как наделенной некоторыми гипотетическими упруговязкими и пластическими свойствами [10–13]. Оба подхода могут давать адекватные результаты, и выбор какого-либо из них для практических расчетов следует основывать на соображениях большего удобства и простоты использования.

Так, при выборе параметров контролируемой прокатки на реальном стане возникла необходимость учитывать ограничения по усилиям и моментам прокатки, которые зависят от режима обжарки и температуры прокатываемого металла. В большинстве используемых при этом управляющих моделей соотношение металла деформации определяют с использованием соотношений теории дислокаций и эффекта эволюции микроструктуры [8].

Однако необходимость проведения идентификации расчетных моделей путем проведения натуральных испытаний при прокатке сталей различных марок в условиях конкретных станов существенно усложняет их использование в других, отличных от идентификационных, условиях.

В работе [9] предлагается решать задачи, связанные с определением оптимального состава многокомпонентных систем, с принципиально новых для прикладного материаловедения металлохимических и физико-химических позиций. Эта новизна заключается как в методике получения и использования расчетной информации о параметрах электронной структуры сталей и сплавов, так и в способе комплексного учета влияния разнообразных структурных факторов на свойства этих материалов, включая их прочностные характеристики. В соответствии с этим подходом любую многокомпонентную гетерофазную систему трактуют как статистически однородную при определенной степени перегрева ее после расплавления. Последующие охлаждение и кристаллизация такой жидкости сопровождаются развитием микро- и макронеоднородности ее строения, появлением фаз, различающихся по составу, структуре и распределению. Эти фазы рассматривают как промежуточную стадию при реализации программы структурных превращений, зашифрованной в характеристиках межатомного взаимодействия для данной системы в гомогенном состоянии. Исходя из того, что разница между жидким и твердым состояниями заключается не в различии значений сил межатомного взаимодействия, под действием которых колеблются ионы в соответствующих структурах веществ, а в амплитуде этих колебаний, автор работы [9] констатирует, что трактовка химической связи в металлах и их соединениях, твердых растворах и гетерофазных сплавах как направленной позволяет предложить в качестве интегральной характеристики химической индивидуальности подобных материалов новый критерий – химический эквивалент, зависящий от состава расплава.

Такой подход при использовании соответствующих статистических данных может дать реальный результат при оценке сопротивления металла деформации как для готового проката, так и для отдельных его фазовых состояний при кристаллизации и рекристаллизации. Однако он не позволяет оценить изменение этого параметра в процессе деформации, тем более с учетом особенностей непрерывной прокатки.

Реологический подход к решению проблемы определения сопротивления металла пластической деформации основан на конструировании моделей деформируемых сред из упругих, вязких и пластических элементов, составлении соответствующих дифференциальных уравнений для перемещений в среде и интегрировании для получения зависимости напряжения течения от времени.

На основании анализа известных методов определения сопротивления деформации при горячей прокатке авторы работы [10] пришли к выводу, что научной основой учета реологических свойств горячего металла может стать механика ползучести, которая широко используется для исследования прочности конструкций, а некоторые характерные аспекты этой теории развиты в области процессов обработки металлов давлением.

Современная теория ползучести не изучает явления, происходящие в атомах вещества, не рассматривает взаимодействия атомов, ионов кристаллической решетки, не обсуждает механизм деформации. Многообразие факторов, влияющих на реологическое поведение материала, обуславливает существование нескольких вариантов теории ползучести, каждый из которых применяют для решения определенного круга задач.

При описании изменения реологических характеристик деформируемого металла в процессе непрерывной прокатки наиболее универсальными являются уравнения теории наследственности. Возможность использования этой теории для расчета деформаций и напряжений в процессах обработки металлов давлением обоснована в работах [10, 14, 15].

Для описания функции $\sigma(t)$ в этом случае используется интегральное уравнение Больцмана – Вольтерра наследственного типа. При заданном законе изменения деформации $\epsilon = \epsilon(t)$ оно имеет вид

$$\sigma(t) = \varphi[\epsilon(t)] - \int_0^t R(t-\tau)\varphi[\epsilon(\tau)] d\tau, \quad (1)$$

где $R(t - \tau)$ – резольвента уравнения при данной температуре, зависящая от свойств металла; t – момент времени от начала деформации; τ – момент времени от начала разупрочнения.

Изменение сопротивления металла деформации вдоль очага деформации при постоянной температуре в зависимости от степени и скорости деформации, а также реологических параметров материала в этом случае описывается уравнением

$$\sigma(x) = b - (b-a) \left(\frac{H_x}{H_0} \right)^B + \sum_{i=1}^n \lambda_i e^{-\lambda_i t} \left[b \left(-e^{\lambda_i t} + 1 \right) + \frac{\lambda_i}{v_0} (b-a) \int_0^x \left(\frac{H_x}{H_0} \right)^{B+1} e^{\lambda_i \tau} d\lambda dx \right], \quad (2)$$

где a, b, B – реологические постоянные, характерные для данного материала, которые определяются по экспериментальным кривым упрочнения; H_0, H_x – высота полосы соответственно на входе в очаг деформации и в x -м сечении: $H_x = H_\theta = H_1 + D(1 - \cos\theta)$; H_1 – высота полосы на выходе из очага деформации; D – катающий диаметр валков; θ – центральный угол дуги соприкосновения металла и валка, расположенный между выходным и рассматриваемым сечениями; λ_i – параметр ползучести, определяемый по экспериментальным кривым упрочнения; t – время прохождения данной части очага деформации рассматриваемым сечением:

$$t = \frac{D}{2v_1} \left[\left(1 + \frac{D}{H_1} \right) (\sin \alpha - \sin \theta) - \frac{1}{2} \frac{D}{H_1} \left(\alpha - \theta + \frac{1}{2} \sin 2\alpha - \sin 2\theta \right) \right],$$

v_1 – скорость выхода полосы из очага деформации; α – полный угол дуги соприкосновения металла и валков; τ – интервал времени ($0 \leq \tau \leq t$), в течение которого действует напряжение $\sigma(\tau)$ (весь интервал $[0; t]$ разбивается на n участков; в соответствующие моменты времени начинают действовать напряжения $\sigma(\tau_i)$, их действие продолжается в течение промежутка времени $\Delta t = \tau_i - \tau_{i-1}$); v_0 – скорость входа полосы в очаг деформации.

Первое слагаемое в уравнении (2) описывает процесс динамического упрочнения, второе – динамического разупрочнения деформируемого материала. Среднее по объему очага сопротивление металла деформации σ_{cp} при этом определяют в соответствии с теоремой о среднем значении интеграла.

В паузе между пропусками в полосе протекают различные процессы, приводящие к разупрочнению металла, причем интенсивность протекания последних тем больше, чем выше уровень внутренней энергии, накопленной металлом к концу деформации. Этот уровень определяется значением внутренних напряжений, поэтому процесс разупрочнения в паузе должен протекать с убывающей интенсивностью.

Для определения значений сопротивления металла деформации в паузе при отсутствии внешней нагрузки считают, что про-

цесс разупрочнения протекает так же, как процесс релаксации напряжений. Такая аналогия естественна в данном случае, поскольку во время паузы деформация полосы, которая считается идеальным жесткоползучим телом, лишенным свойств упругости и обратной ползучести, фиксируется. Эта трактовка справедлива с энергетической точки зрения: при разупрочнении снижается уровень внутренней энергии и соответственно уменьшается сопротивление металла деформации.

Для определения изменения сопротивления деформации в паузе в работе [10] предлагается использовать уравнение

$$\sigma(t) = \left[b - (b-a) \left(\frac{H_1}{H_0} \right)^B \right] \left(k + \sum_{i=1}^n \lambda_i e^{-\lambda_i(t-t_i)} \right) + \sum_{i=1}^n \lambda_i e^{-\lambda_i t} \left[b \left(1 - e^{\lambda_i t_i} \right) + \frac{\lambda_i}{v_0} (b-a) \int_0^{t_i} \left(\frac{H_x}{H_0} \right)^{B+1} e^{\lambda_i \tau} dx \right],$$

позволяющее рассчитывать сопротивление материала деформации в любой момент паузы после первого пропуска.

Как правило, при непрерывной прокатке во всех проходах, кроме первого, полоса подвергается обжатия, обладая некоторым остаточным упрочнением от деформации в предыдущих пропусках. В этом случае эпюра сопротивления металла деформации в рассматриваемом пропуске зависит не только от температурно-скоростных условий деформации в данном пропуске, но и от «истории» развития деформации в предыдущих пропусках.

Исходя из того что путь деформирования полосы от последнего нагрева состоит из участков двух видов: участков, на которых происходит обжатие полосы во время очередного пропуска, и участков, где обжатия не происходит (паузы между пропусками), авторы работы [7] предлагают для расчета эпюры сопротивления металла деформации в m -м пропуске использовать уравнение (1), учитывая при этом влияние процессов, происходивших во всех предыдущих пропусках и паузах между ними, через параметры деформированного состояния. В результате имеем:

$$\sigma(t) = \sigma(x_m) = b - (b-a) \left(\frac{H_{x_m}}{H_0} \right)^B - \sum_{i=1}^n \lambda_i \lambda_j \left\{ \sum_{j=1}^{m-1} \frac{1}{C_j l_j} \int_0^{t_{j0}} e^{-\lambda_j(t-t_{j0}-\tau_j)} \times \right. \\ \left. \times \left[b - (b-a) \left(\frac{H_{x_j}}{H_0} \right)^B \right] H_{x_j} dx_j + \frac{1}{C_m} \int_{t_m}^{x_m} e^{-\lambda_i(t-t_{m0}-\tau_m)} \left[b - (b-a) \left(\frac{H_m}{H_0} \right)^B \right] \times \right.$$

$$\times H_{x_m} dx_m - \left. \sum_{j=1}^{m-1} \int_{t_{j0}}^{t_j} e^{-\lambda_j(t-\tau)} \varphi_j(\varepsilon) d\tau \right\}, \quad (3)$$

где m – номер рассматриваемого пропуска; j – номер одного из предыдущих пропусков ($j = 1, 2, \dots, m$); t_{j0}, t_j – моменты начала и конца j -го пропуска (отсчитываются от начала первого пропуска – $t = 0$); τ_j – время, за которое рассматриваемое сечение полосы проходит промежуток от плоскости входа до рассматриваемого сечения очага деформации: $\tau_j = \tau - t_{j0}$; x_j – текущая продольная координата j -го очага деформации; C_j – секундный расход металла j -го пропуска; ε_{0j} – степень деформации полосы перед j -м пропуском:

$$\varepsilon_{0j} = \ln \frac{H_{0j}}{H_0}; \quad \varepsilon_j - \text{текущая степень деформации в сечении } x_j \text{ } j\text{-го}$$

$$\text{пропуска: } \varepsilon_j = \ln \frac{H_{0j}}{H_{xj}}.$$

В уравнении (3) первое слагаемое описывает суммарное упрочнение материала от деформации во всех проходах (включая 1-й и m -й), второе – разупрочнение во всех проходах (от 1-го до m -го) и паузах до m -го прохода (рис. 2). В фигурных скобках уравнения (3) первое интегральное слагаемое описывает динамическое разупрочнение во всех пропусках, кроме m -го (для длины очага деформации каждого пропуска), второе – динамическое разупрочнение в m -м пропуске (для длины его очага деформации), третье – разупрочнение в период пауз между пропусками 1 и m .

С целью повышения достоверности результатов при использовании математического аппарата на базе уравнений наслед-

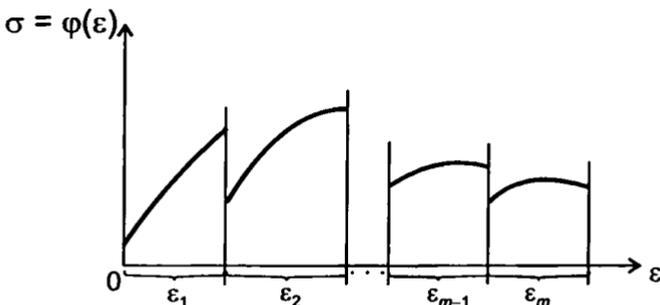


Рис. 2. Схема к расшифровке составляющих уравнения (3)

ственной теории ползучести для описания изменения реологических характеристик деформируемого металла коэффициенты используемых уравнений необходимо определять с привлечением аппарата идентификации, т.е. подбирать параметры так, чтобы математическая модель в виде системы обыкновенных дифференциальных уравнений и начальных условий наилучшим образом соответствовала функционированию натурального процесса.

Применение метода идентификации требует создания математической модели в виде системы обыкновенных дифференциальных уравнений, которая описывала бы изучаемый динамический объект. Таким объектом в рассматриваемом случае является частица пластически деформируемого металла. Модель должна описывать с точностью до неизвестных параметров (коэффициентов) основные эффекты, интересующие исследователя: упрочнение, разупрочнение, вязкость. После того как модель создана, подбирают значения коэффициентов, которые позволяют лучшим образом описать модель функционирования реального объекта во времени. Операция составления такой математической модели не формальна, а в большей степени эвристична и требует использования системы логических приемов и методических правил теоретического исследования, подобных тем, которые применяют в теории решения изобретательских задач.

Отличительной особенностью проведения экспериментов при использовании процедуры идентификации является необходимость обеспечения динамичности, т.е. все переменные должны изменяться во времени в одном опыте. Полученные параметры модели будут справедливы для тех интервалов изменения переменных, которые имели место при проведении опыта, поэтому желательно, чтобы эксперимент проводился в течение длительного времени с переменными во времени значениями скорости и температуры деформации. Указанное обстоятельство сводит на нет все достоинства использования уравнений теории ползучести, так как требует для определения их коэффициентов постановки трудоемких и дорогостоящих экспериментов. Именно поэтому в настоящее время продолжается поиск простых и достоверных способов описания изменения реологических характеристик деформируемых металлов при различных термомеханических параметрах деформации [13, 16, 17].

Подходы, используемые авторами работы [13] при создании расчетной методики определения сопротивления металла деформации, следует отнести к реологическим подходам, несмотря на то, что в отдельных случаях ими используются соотношения из теории дислокаций.

На основе представления о взаимно конкурирующих процессах упрочнения и разупрочнения предложена зависимость для определения сопротивления металла деформации от степени пластической деформации в единичном акте нагружения при $\epsilon = \ln \frac{h_0}{h}$, высоких температурах ($T > 0,5T_{пл}$) и постоянстве скорости деформации $\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{d\tau}$ на протяжении процесса нагружения [18]:

$$\sigma = \sigma_0 + D\epsilon \exp(-\epsilon/\epsilon_x), \quad (4)$$

где σ_0 – экстраполированный предел текучести ($\lim \sigma$ при $\epsilon \rightarrow 0$); D – модуль начального упрочнения ($\lim \frac{d\sigma}{d\epsilon}$ при $\epsilon \rightarrow 0$); ϵ_x – характеристическая степень деформации, соответствующая пределу деформационного упрочнения σ_{max} : $\epsilon_x = \dot{\epsilon}/A$; A – скорость динамического разупрочнения, c^{-1} .

Зависимость (4) получена интегрированием дифференциального уравнения, описывающего ход экспериментальных кривых упрочнения. Проверка этой зависимости на соответствие опытным пластометрическим кривым показала, что отклонение результатов расчета от опытных данных, как правило, не превышает 5% при соблюдении условия $\dot{\epsilon} = \text{const}$, $T = \text{const}$.

Значение T находится в интервале $T_{кр.в} > T > T_{кр.н}$, где $T_{кр.в}$, $T_{кр.н}$ – соответственно верхняя и нижняя температуры превращения для данного фазового состояния материала.

Зависимость (4) представляет собой функцию $\sigma = \varphi(\epsilon)$ при $T = \text{const}$, $\dot{\epsilon} = \text{const}$, характеризующуюся наличием максимума в точке $\epsilon = \epsilon_x$ и точки перегиба при $\epsilon = 2\epsilon_x$.

Для получения соотношения, определяющего скоростную и температурную зависимости напряжения течения, в работе [19] на базе кинетического уравнения Аррениуса для скоростей реакций выполнены соответствующие преобразования и предложено уравнение, расширяющее рамки изотермической функции по скорости деформации:

$$\sigma_T = \sigma_{0T} \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_{сд}} \right)^{n_T} + D_T \epsilon \exp \left(- \frac{\epsilon}{\epsilon_{xT} \left(\dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}_{сд} \right)^{n_T}} \right), \quad (7)$$

а с учетом температурной обусловленности параметров σ_{0T} , n_{1T} , D_T , ϵ_{xT} и n_{2T} — как функции трех независимых переменных ϵ , $\dot{\epsilon}$ и T :

$$\sigma_T = \left[\sigma_{0T_1}^* \dot{\epsilon}^{n_{1T_1}} + D_{T_1} \epsilon \exp \left(- \frac{\epsilon}{\epsilon_{xT_1}^* \dot{\epsilon}^{n_{2T_1}}} \right) \right]^{\frac{T_1 - T}{T_2 - T_1}} \times \\ \times \left[\sigma_{0T_2}^* \dot{\epsilon}^{n_{1T_2}} + D_{T_2} \epsilon \exp \left(- \frac{\epsilon}{\epsilon_{xT_2}^* \dot{\epsilon}^{n_{2T_2}}} \right) \right]^{\frac{T - T_1}{T_2 - T_1}} \quad (5)$$

где значения параметров со звездочками получены при нагружении с единичной скоростью деформации, равной $1,0 \text{ с}^{-1}$, а индексы T_1 и T_2 при параметрах означают, что последние определены при соответствующих температурах.

Параметры уравнения (5) для конкретных температур определяются по результатам обработки кривых изменения сопротивления деформации, полученных при пластометрических испытаниях, и заносятся в специальные таблицы.

Поскольку уравнения (4), (5) эквивалентны, с помощью подстановки $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}^* = 1,0 \text{ с}^{-1}$ и $\epsilon = 0$ нетрудно получить соотношения для определения параметров уравнения (5) при значениях температуры нагружения, отличающихся от T_1 и T_2 . Эти соотношения положены авторами работы [13] в основу методики расчета сопротивления металла деформации.

Полагая, что в исходном состоянии в момент начала первого цикла нагружения металл не наклепан, принимают, что его характеристика σ_0^* (экстраполированный предел текучести при единичной скорости деформации) соответствует полностью разупрочненному состоянию. Это предположение основано на том, что процесс деформации предшествует достаточно длительный нагрев для обеспечения заданной температуры начала горячей прокатки. В процессе такого нагрева устраняется ранее приобретенный наклеп.

В случае, когда первый цикл деформирования происходит при некоторой заданной скорости деформации $\dot{\epsilon} = \text{const}$, кривая изменения значения σ в интервале от $\epsilon = 0$ до заданной степени деформации ϵ_1 опишется уравнением (4), записанным в виде

$$\sigma = \sigma_0^* \dot{\epsilon}^{n_1} + D \epsilon \exp \left(\frac{\epsilon}{\epsilon_x^* \dot{\epsilon}^{n_2}} \right). \quad (4a)$$

Параметры упрочнения σ_0^* , D , ε_x^* , n_1 и n_2 в зависимости от материала и температуры деформации находят по таблицам [13, 20].

Для определения значений параметров при температурах T , отличных от указанных в таблицах, применяют уравнения, полученные аналитическим путем с помощью правил интер- и экстраполяции [20] и справедливые в области существования структурной фазы, для которой были найдены табличные значения параметров.

Для описания изменения сопротивления металла деформации при одноступенчатом нагружении вместо уравнения (4а) использовано общее реологическое уравнение состояния, учитывающее влияние теплового деформационного эффекта и эффекта непостоянства скорости деформации в процессе нагружения на изменение сопротивления деформации [13]:

$$\sigma = \sigma_0^* \dot{\varepsilon}^{n_1} + D \varepsilon \exp\left(-\frac{\varepsilon}{\varepsilon_x^* \dot{\varepsilon}^{n_2}}\right) - \left(\sigma_0^* \dot{\varepsilon}^{n_1} - \sigma_y^* \dot{\varepsilon}^{n_2}\right) \left[1 - \exp\left(-\frac{\varepsilon}{\varepsilon_x^* \dot{\varepsilon}^{n_2}}\right)\right].$$

Соответствующие скоростные показатели n_y , n_{ε_1} , n_{ε_2} также получают расчетным путем с использованием экспериментальных данных.

Среднее значение напряжения текучести в очаге деформации определяется уравнением

$$\sigma_{\text{ср1}} = \sigma_0^* \dot{\varepsilon}_1^{n_1} + \frac{D(\varepsilon_x^* \dot{\varepsilon}_1^{n_2})^2}{\varepsilon_1} \left[1 - \left(\frac{\varepsilon_1}{\varepsilon_x^* \dot{\varepsilon}_1^{n_2}} + 1\right) \exp\left(-\frac{\varepsilon_1}{\varepsilon_x^* \dot{\varepsilon}_1^{n_2}}\right)\right].$$

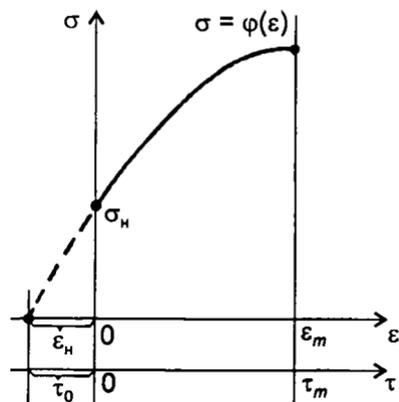
При неполном разупрочнении металл нагружается в следующем цикле, имея остаточное упрочнение σ_i ост от предыдущего цикла нагружения, т.е. имеет место так называемое наследственное упрочнение. Оно может быть представлено как результат некоторой «наследственной степени деформации» ε_n . В этом случае полная степень деформации в очередном цикле нагружения может быть представлена суммой $\varepsilon_n + \varepsilon_m$, а сам цикл нагружения может рассматриваться как единичный [18, 19, 20] с началом по времени в точке $t_0 = \tau_0$, где τ_0 – добавочное время, отражающее предысторию среды (рис. 3). Эпюра изменения сопротивления металла деформации вдоль m -го очага деформации при $\dot{\varepsilon} = \text{const}$ и $T = \text{const}$ в этом случае описывается уравнением

$$\sigma_m = \sigma_0 + D(\varepsilon_n + \varepsilon_m) \exp\left(-\frac{\varepsilon_n + \varepsilon_m}{\varepsilon_x}\right),$$

где m – номер цикла нагружения (прохода); ϵ_n – наследственная степень деформации; ϵ_m – степень деформации в m -м цикле.

Расчетное уравнение для описания эпюры изменения напряжения текучести в цикле нагружения в этом случае будет иметь вид

$$\sigma_m = \sigma_0^* \dot{\epsilon}_m^{n_1} + D(\epsilon_n + \epsilon_m) \exp\left(-\frac{\epsilon_n + \epsilon_m}{\dot{\epsilon}_x^* \dot{\epsilon}_m^{n_2}}\right),$$



а среднее значение напряжения текучести за проход определяется из выражения

Рис. 3. Схема к определению понятий «наследственное упрочнение» (σ_n) и «наследственная деформация» (ϵ_n)

$$\sigma_{ср m} \sigma_0^* \dot{\epsilon}_m^{n_1} + \frac{D(\dot{\epsilon}_x^* \dot{\epsilon}_m^{n_2})^2}{\epsilon_m} \left[\left(\frac{2\epsilon_n}{\dot{\epsilon}_x^* \dot{\epsilon}_m^{n_2}} + 1 \right) \exp\left(\frac{2\epsilon_n}{\dot{\epsilon}_x^* \dot{\epsilon}_m^{n_2}}\right) - \left(\frac{2\epsilon_n + \epsilon_m}{\dot{\epsilon}_x^* \dot{\epsilon}_m^{n_2}} + 1 \right) \exp\left(-\frac{2\epsilon_n + \epsilon_m}{\dot{\epsilon}_x^* \dot{\epsilon}_m^{n_2}}\right) \right].$$

При соблюдении условия $\dot{\epsilon}_m = \text{const}$ в течение всего m -го цикла нагружения, например при $\dot{\epsilon}_m = \dot{\epsilon}_{ср m}$, как и в случае с первым проходом, кривая, описывающая изменение напряжения текучести в цикле, начинающемся при наличии $\sigma_{ост}$, имеет вид

$$\sigma_m = \left[\sigma_{0T_1}^* \dot{\epsilon}_m^{n_{T_1}} + D_{T_1}(\epsilon_n + \epsilon_m) \exp\left(-\frac{\epsilon_n + \epsilon_m}{\dot{\epsilon}_{xT_1}^* \dot{\epsilon}_m^{n_{2T_1}}}\right) \right]^{\frac{T_2 - T}{T_2 - T_1}} \times \left[\sigma_{0T_2}^* \dot{\epsilon}_m^{n_{T_2}} + D_{T_2}(\epsilon_n + \epsilon_m) \exp\left(-\frac{\epsilon_n + \epsilon_m}{\dot{\epsilon}_{xT_2}^* \dot{\epsilon}_m^{n_{2T_2}}}\right) \right]^{\frac{T - T_1}{T_2 - T_1}}.$$

Для определения ϵ_n по известному значению остаточного упрочнения $\sigma_{i \text{ ост}}$ в конце паузы в работе [21] предлагается использовать уравнение (4а) с параметрами упрочнения, соответствующими термомеханическим условиям m -го прохода, принимая $\sigma = \sigma_i$ и $\epsilon = \epsilon_n$.

Так как ε_n в явном виде из уравнения (4а) не получается, в работе [20] предлагается, основываясь на том, что остаточное напряжение в конце паузы характеризует некоторую плотность подвижных дислокаций с учетом параболической зависимости Тейлора для напряжения текучести, использовать уравнение

$$\varepsilon_n = B(\sigma_n - \sigma_0)^2. \quad (6)$$

Для определения постоянной в уравнении (6) при заданных материале и температуре предлагается из уравнения (4а) определить условное напряжение σ' , соответствующее деформации ε' , удовлетворяющей условию $0 < \varepsilon' < \varepsilon_x$ (обычно принимают $\varepsilon' = 0,3 < \varepsilon_x$). После подстановки получим:

$$B = \frac{\varepsilon'}{(\sigma' - \sigma_0)^2} \text{ или } \varepsilon_n = \varepsilon' \left(\frac{\sigma_n - \sigma_0}{\sigma_1 - \sigma_0} \right)^2. \quad (6a)$$

Для упрощения расчетов разупрочнения в работе [13] предложено уравнение, позволяющее сразу рассчитать наследственное напряжение в конце паузы:

$$\sigma_n - \sigma_0 = (\sigma_x - \sigma_0) \exp \left\{ -t A_{\sigma}^{\frac{n}{T_{\sigma}^{\sigma_0}}} \exp \left[n_T \left(\frac{T_{cp}}{T_{\sigma}} - 1 \right) + a_t \left(1 - \frac{t}{t_{\sigma}} \right) \right] \right\}. \quad (7)$$

Уравнение (7) получено на основании результатов обработки экспериментальных кривых зависимостей средней скорости разупрочнения A_{cp} от температуры и времени:

$$A_{cp} = A_{\sigma}^{\frac{n}{T_{\sigma}^{\sigma_0}}} \exp \left[n_T \left(\frac{T_{cp}}{T_{\sigma}} - 1 \right) + a_t \left(1 - \frac{t}{t_{\sigma}} \right) \right]. \quad (8)$$

В уравнениях (7) и (8) A_{σ} – средняя скорость разупрочнения в паузе при базовых температуре T_{σ} и времени t_{σ} ; n_T – температурный коэффициент; a_t – временной коэффициент; t – время паузы ($t \leq t_{\sigma}$); T_{cp} – средняя температура полосы в паузе.

Параметры A_{σ} , n_T и a_t для базовых значений температуры T_{σ} , длительности паузы t_{σ} и различных сталей, являющихся представительными для своих групп, приведены в работе [13].

Наиболее близкие к экспериментальным значения σ_n , рассчитанные по уравнению (7), получены в паузах, следующих за деформациями, проведенными при скоростях $\dot{\varepsilon}$, превышающих некоторые критические значения, определяемые по данным, приведен-

ным в работе [13] или расчетным путем по экспериментальным формулам.

Экспериментальная проверка результатов расчетов, выполненных с использованием зависимостей, предложенных в работе [13], показала их высокую достоверность. При этом подтвердилась необходимость учета остаточного упрочнения прокатываемого металла.

Наследственный рост сопротивления металла деформации прослеживается в клетях непрерывной чистовой группы, достигая уровня 30...34% по ходу прокатки. Это явление хорошо описывается предложенной методикой и не находит отражения при использовании методик, основанных на определении сопротивления металла деформации по средним значениям термодинамических параметров процесса прокатки [3–6].

Возможность использования имеющихся в литературе в достаточном количестве экспериментальных данных по кривым одноразового нагружения широкого спектра материалов для расчета сопротивления металла деформации при любых термодинамических условиях горячей прокатки, включая непрерывную, делает методику, предложенную в работе [13], наиболее приемлемой для решения задач исследования влияния технологических параметров непрерывной сортовой прокатки на станах различного состава на изменение сопротивления металла пластической деформации.

ЛИТЕРАТУРА

1. Непрерывная прокатка / под ред. В.Н. Данченко. Днепропетровск: РВА «Днипро-ВАЛ», 2002. 588 с.
2. *Полухин, П.И.* Физические основы пластической деформации / П.И. Полухин, С.С. Горелик, В.К. Воронцов. М.: Металлургия, 1982. 584 с.
3. Теория прокатки: справочник / А.И. Целиков [и др.]; под ред. В.И. Зюзина, А.В. Третьякова. М.: Металлургия, 1982. 336 с.
4. *Хензель, А.* Расчет энергосиловых параметров в процессах обработки металлов давлением: справочник / А. Хензель, Т. Шпиттель. М.: Металлургия, 1982. 360 с.
5. Оптимизация расхода энергии в процессах деформации / А. Хензель [и др.]. М.: Металлургия, 1985. 184 с.
6. *Коновалов, Ю.В.* Расчет параметров листовой прокатки: справочник / Ю.В. Коновалов, А.Л. Остапенко, В.И. Пономарев. М.: Металлургия, 1986. 430 с.
7. *Матвеев, Б.Н.* Моделирование процессов горячей деформации позволяет повышать качество проката / Б.Н. Матвеев // Черная металлургия. 2002. № 11. С. 8 – 15.
8. Mathematical modeling for rolling force and microstructure evolution and microstructure controlling with heavy reduction in tandem hot strip rolling / I. Yanagimoto [et al.] // Steel Research. 2002. V. 150 / № 4. P. 140 – 167.
9. *Приходько, Э.В.* Эффективность комплексного легирования сталей и сплавов / Э.В. Приходько. Киев: Наук. думка, 1995. 292 с.
10. Применение теории ползучести при обработке металлов давлением / А.А. Поздеев [и др.]. М.: Металлургия, 1973. 192 с.

11. Гунн, Г.Я. Теоретические основы обработки металлов давлением / Г.Я. Гунн. М.: Металлургия, 1980. 456 с.
12. Колмогоров, В.Л. Механика обработки металлов давлением / В.Л. Колмогоров. М.: Металлургия, 1986. 688 с.
13. Расчет усилий при непрерывной горячей прокатке / В.Н. Жучин [и др.]. М.: Металлургия, 1986. 198 с.
14. Поздеев, А.А. О перспективах применения теории ползучести и наследственности к расчету процессов обработки металлов давлением / А.А. Поздеев, В.Н. Тарновский, В.И. Еремеев // Изв. вузов. Черная металлургия. 1965. № 11. С. 62–68.
15. Работнов, Ю.Н. Ползучесть элементов конструкций / Ю.Н. Работнов. М.: Наука, 1966. 752 с.
16. Шломчак, Г.Г. Новое направление в экспериментальной механике – пластическое формоизменение реологически сложных металлов / Г.Г. Шломчак // Теория и практика металлургии. 1997. № 1. С. 40 – 45.
17. Шломчак, Г.Г. Реологическая концепция в теории прокатки металлов / Г.Г. Шломчак // Сучасні проблеми металургії. Наук. вісті. Т. 5. Пластична деформація металів. Дніпропетровськ: Системні технології, 2002. С. 97 – 101.
18. Шварцбарт, Я.С. К выбору модели среды, деформируемой в условиях горячей обработки металлов давлением / Я.С. Шварцбарт // Изв. вузов. Черная металлургия. 1974. № 3. С. 99 – 104.
19. Шварцбарт, Я.С. Сопротивление деформации сталей и сплавов при непрерывной горячей прокатке / Я.С. Шварцбарт // Изв. АН СССР. Металлы. 1980. № 1. С. 86 – 94.
20. Шварцбарт, Я.С. Влияние многоступенчатого режима деформирования на сопротивление нержавеющей сталей горячему формоизменению / Я.С. Шварцбарт, Г.С. Никитин, И.Г. Зуев // Изв. АН СССР. Металлы. 1978. № 2. С. 155 – 164.